بررسی رفتار مکانیکی غیرمتعارف فولاد کم‌آلیاژ فنر حاوی ۰/۵%wt C- ۱/۷%wt Si در شرایط سه فازی بینیتی-مارتنزیتی-آستنیت باقیمانده *

مقاله علمی – پژوهشی

شیما پشنگه[۱]		حمیدرضا کریمی زارچی[۲]		سید صادق قاسمی بنادکوکی[۳]

چکیده

توسعه فولادهای پیشرفته میکروکامپوزیتی در سال‌های اخیر مورد توجه بسیار قرار گرفته است. فولادهای چند فازی، خانواده‌ای جدید از این فولادها می‌باشند که با انتخاب ترکیب شیمیایی و پروسه عملیات حرارتی مناسب می‌توان ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل مخلوطی از فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در آن‌ها به منظور دستیابی به خواص مهندسی بهینه ایجاد نمود. در پژوهش حاضر نمونه ورق فولادی سیلیسیم بالا انتخاب شد؛ و سپس عملیات حرارتی به صورت آستنیته کردن در دمای ۹۰۰°C به مدت ۵ دقیقه، انتقال سریع به حمام نمک ۳۵۰°C و نگهداری در آن به مدت زمان‌های ۵ ثانیه تا ۵ ساعت و در نهایت سریع سرد کردن در آب به منظور دستیابی به ریزساختارهای سه فازی صورت گرفت. بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری با استفاده از آزمون‌های ماکروسختی‌سنجی، کشش، میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی انجام گرفت. مشاهده تصاویر به دست آمده نشان داد درصدهای مختلفی از فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در نمونه‌ها تشکیل شده که باعث تغییرات شدید و غیر متعارفی در نتایج خواص مکانیکی کششی و سختی‌سنجی در مقایسه با خواص مکانیکی فولادهای نسل سوم استحکام بالا شده است. نتایج آزمون کشش نشان داد استحکام کششی نمونه‌ها از ۵ تا ۵۰ ثانیه از ۱۸۵۰ تا ۲۰۵۲MPa افزایش و سپس به مقدار ۱۳۸۶MPa در زمان ۳۰۰ ثانیه کاهش و مجددا به مقدار ۱٤٦۰MPa در زمان یک ساعت افزایش یافته است. این روند تغییرات بر اساس کسر حجمی و رفتار مکانیکی متفاوت فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده تحلیل گردید. بهترین شرایط به منظور دستیابی به بیشترین چقرمگی که با حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول (۲۵/۹ GPa%) قابل محاسبه است در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک مذاب ۳۵۰°C به مدت ۲۰۰ ثانیه به دست آمد.

واژه‌های کلیدی فولاد سیلیسیم بالا، عملیات حرارتی در حمام نمک مذاب، خواص مکانیکی، ریزساختار سه فازی بینیت- مارتنزیت- آستنیت باقیمانده.

Investigation of Abnormal Mechanical Behaviour of a Low Alloy Spring Steel containing 0.5wt%C-1.7wt%Si Under Bainitic- Martensitic- Retained Austenitic Condition

Sh. Pashangeh		H. R. Karimi Zarchi		S. S. Ghasemi Banadkouki

Abstract

In recent years, more attention has been paid to the development of advanced micro-compositic high strength steels. Multiphase steels are a new family of these steels. It is possible to create the micro-composite phases containing bainite, martensite and retained austenite in their microstructures by selecting the appropriate chemical composition and heat treatment cycles in order to achieve the optimum engineering properties. In the present research work, high silicon steel sheets were selected and then heat treated to achieve triple phase steels. The heat treatment cycles included austenitizing at 900ºC for 5 min, quick transferring to 350ºC salt bath, holding for different times between 5 seconds to 5 hours and finally quenching in water in order to achieve the triple phase microstructures. The mechanical properties and microstructural investigations were carried out by using macro-hardness tester, tensile test, optical and scanning electron microscopes, respectively. The observation of resulted microstructures showed the various amounts of bainite, martensite and retained austenite phases have been formed in the specimens that are responsible for sharp and uncommon changes in tensile and macrohardness properties in comparison with those of third generation of advanced high strength steels. The results indicated the ultimate tensile strength was increased from 1850 to 2052MPa for the specimens treated from 5s to 50s and then decreased to 1386 MPa in 300s and again increased to 1460MPa for 1 hour specimens. These changes in properties were analyzed on the basis of the volume fractions and different mechanical behavior of bainite, martensite and retained austenite phases. The best condition for achieving the highest toughness which can be calculated by the product of tensile strength and elongation (25.9 GPa%) was obtained in the specimens heat treated in 350ºC salt bath for 200 seconds.

Key Words High Silicon Steel, Heat treatment in Molten Salt Bath, Mechanical Properties, Bainite- Martensite- Retained Austenite Triple Phase Microstructure.

---

* تاریخ دریافت مقاله ۹۷/٤/۲ و تاریخ پذیرش آن ۹۸/٤/۲٦ می‌باشد.

(۱) دانشجوی دکتری، دانشکده معدن و متالورژی، پردیس فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد.
(۲) نویسندهٔ مسئول، استادیار، دانشکده معدن و متالورژی، پردیس فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد.
(۳) دانشیار، دانشکده معدن و متالورژی، پردیس فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد.

Email: karimizarchi@gmail.com

DOI: 10.22067/ma.v31i1.73680

مقدمه

در سالهای اخیر، پژوهش بر روی فولادهای استحکام بالای پیشرفته (Advanced High Strength Steels: AHSS) با هدف دستیابی به انعطاف‌پذیری و چقرمگی مناسب به همراه کاهش ضخامت، افزایش ذخیره منابع و انرژی، کاهش هزینه‌های تولید، کاهش آلودگی‌های زیست محیطی و افزایش ضریب امنیت صنایع مختلف مورد توجه بسیاری از پژوهشگران قرار گرفته است [1-4]. یکی از راههای موثر و ارزان در دستیابی به این اهداف، انتخاب ترکیب شیمیایی بهینه و فرآیند عملیات حرارتی مناسب جهت توسعه فولادهای چندفازی میکروکامپوزیتی است، که هریک از فازها ویژگی‌های متفاوتی داشته و در مجموع ترکیب مناسبی از خواص مهندسی را به ارمغان می‌آورند [5,6].

فولادهای AHSS به سه نسل تقسیم‌بندی می‌شوند. فولادهای نسل سوم، ترکیبی از فازهای مارتنزیت و بینیت به منظور افزایش استحکام (مشخصه فولادهای نسل اول) و فاز آستنیت باقیمانده یا نیمه پایدار به منظور دستیابی به چقرمگی بالاتر و مکانیزم‌های مختلف سخت‌گردانی، انتقال مارتنزیتی ایجاد شده توسط کرنش و دوقلوهای مکانیکی (از مشخصه‌های فولادهای AHSS نسل دوم) را شامل می‌شوند [7-9]. این نسل نسبت به نسل اول خواص مکانیکی مناسب‌تر و نسبت به نسل دوم به دلیل عناصر آلیاژی کم‌تر، ارزان قیمت‌تر می‌باشند. فولادهای چندفازی شامل جزایر سخت مارتنزیت، بینیت و یا آستنیت باقیمانده در زمینه فریتی است که با مقادیر و ترکیب شیمیایی مناسب، خواص مکانیکی مطلوب حاصل می‌شود [10,11]. پژوهشگران زیادی ترکیب مناسبی از استحکام، چقرمگی و انعطاف‌پذیری- که در زمینه‌های مختلف مورد نیاز است- را در این ریزساختارها گزارش کرده‌اند [12–18].

سیلیسیم، منگنز، مولیبدن، کروم عناصر آلیاژی متداول در فولادهای AHSS بوده [4] که مقدار این عناصر آلیاژی در فولادهای AHSS نه تنها بر رفتار تحولات فازی بلکه بر ریزساختار و خواص نهایی آن‌ها نیز اثرگذار می‌باشند؛ بنابراین انتخاب ترکیب شیمیایی یکی از موارد اساسی در طراحی و توسعه این دسته از فولادها می‌باشد [15,19,20] و[4]. پژوهش‌های انجام شده در زمینه تاثیر عناصر آلیاژی نیز نشان داده است که افزودن سیلیسیم به فولادهای استحکام بالا در بهبود استحکام و انعطاف‌پذیری بسیار موثر است [21,22]. دلیل این موضوع تاثیر آن بر تشکیل رسوبات کاربیدی در شرایط غیرتعادلی و سرمایش سریع تا ناحیه‌های بینیتی و مارتنزیتی می‌باشد [23]. این عنصر آلیاژی به دلیل انحلال‌پذیری بسیار کم در سمانتیت از تشکیل آن ممانعت کرده و بنابراین کربن کافی به منظور نفوذ به ناحیه آستنیتی اولیه در حین تحولات فازی وجود داشته و در نهایت سبب پایداری مقداری آستنیت باقیمانده تا دمای محیط خواهد شد [3,24,25]. با این وجود، اغلب دماهای مورد استفاده در فرآیندهای عملیات حرارتی، برای نفوذ عناصر آلیاژی جانشینی مانند سیلیسیم در فاز مادر کافی نبوده و این موضوع سبب به دام افتادن برخی از اتم‌های سیلیسیم در فاز سمانتیت شده، که کاهش انرژی آزاد گیبس برای رسوب کردن کاربید سمانتیت را به همراه خواهد داشت؛ در نتیجه تمایل برای تشکیل کاربید و متعاقب آن نرخ رسوب کاربید کاهش می‌یابد [26]. بنابراین ریزساختارهای نهایی در این شرایط شامل کریستال‌های سوزنی شکل فریت بینیتی خالی از کاربید است که توسط لایه‌های نازک جزایر آستنیت باقیمانده جدایش یافته‌اند. این ریزساختارها به واسطه اثر TRIP (Transformation Induced Plasticity) ترکیب مناسبی از استحکام و چقرمگی را از خود نشان می‌دهند [27].

مدت زمان زیادی است که اثر پیچیده آستنیت باقیمانده بر خواص مکانیکی فولادهای استحکام بالا مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته است و نتایج کاملا متناقضی گزارش شده است [28-30]. برخی از محققین گزارش کرده‌اند که در مقدار مشخصی از آستنیت باقیمانده، پدیده گلویی شدن در رفتار کششی فولاد به تاخیر افتاده و بدلیل وقوع پدیده TRIP افزایش تغییر شکل پلاستیکی همگن و کرنش‌سختی قابل توجه بدست می‌آید[1,31]. رشد کریستال‌های سوزنی فریت بینیتی خالی از کاربید با محتوای سیلیسیم قابل توجه به منظور جلوگیری از رسوب‌گذاری کاربیدها، سبب پارتیشن‌بندی

کربن به نواحی آستنیت اطراف آن شده و در نتیجه افزایش محتوای کربن فاز آستنیت اولیه را در پی دارد؛ و بنابراین سبب پایدار و یا نیمه پایدار شدن آستنیت اولیه تا دمای محیط می‌گردد. ریزساختار نهایی در این فرآیند عملیات حرارتی، شامل فریت بینیتی، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده با دو مورفولوژی لایه‌ای و توده‌ای است [32].

از سوی دیگر، نتایج پژوهش‌های انجام شده، نشان داده ا ست که ت شکیل بینیت سبب پارتی شن‌بندی و کاهش اندازه دانه‌های آستنیت اولیه شده و به دنبال آن بسته‌های مارتنزیتی کوچکتری تشکیل می‌گردد که بهبود خواص مکانیکی فولادهای چند فازی را سبب خواهد شد [17,33]. نتایج ضد و نقیض در مورد اندازه، مورفولوژی و کسر حجمی فازهای بینیت فریتی، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده بر خواص مهندسی فولادهای نسل سوم همچنان در جریان بوده و هنوز نتایج واحدی گزارش نشده است [6,32,35]. بر این ا ساس در مقاله حا ضر برر سی تاثیر تحولات فازی و ریزساختاری بر خواص مکانیکی یک نوع فولاد کم‌آلیاژ با محتوای سیلیسیم بالا و کربن متوسط تحت پروسه‌های عملیات حرارتی گسترده‌ای با هدف دستیابی به ریز ساختارهای چند فازی جهت بهینه سازی این ویژگی در دستور کار قرار گرفت.

مواد و روش آزمایشگاهی

در این تحقیق از ورق فولادی کم آلیاژ سیلیسیم بالا با ضخامت ۱ mm که ترکیب شیمیایی دقیق آن در جدول (۱) ارائه شده است به منظور جلوگیری از تشکیل کاربید حین عملیات حرارتی استفاده گردید. در ابتدا از دستگاه دیلاتومتر BÄHR Thermoanalyse مدل DIL 801L به منظور تعیین دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 این فولاد استفاده شد. برای این منظور از نمونه‌های ورق با ابعاد ۱mm×۵mm×۵۰mm استفاده شد. دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 به ترتیب ۷۶۵ ^oC و ۸۳۵ ^oC به دست آمد. سپس با توجه به دماهای بحرانی به دست آمده، سیکل‌های عملیات حرارتی نشان داده شده برروی شکل (۱) به منظور دستیابی به ریزساختارهای سه فازی بینیتی- مارتنزیتی- آستنیتی بر روی نمونه‌های ورق با ابعاد ۳۰mm×۳۰mm×۱mm انجام شد. همانطور که مشاهده می‌گردد این سیکل‌ها شامل آستنیته کردن نمونه‌ها در دمای ۹۰۰^oC به مدت ۵ دقیقه، انتقال سریع آن‌ها به حمام نمک مذاب با دمای ۳۵۰^oC و نگهداری به مدت زمان‌های ۵ ثانیه تا ۵ ساعت و سپس سریع سرد کردن در آب با دمای ۲۵^oC می‌باشد. شایان ذکر است انتخاب دمای ۳۵۰^oC براساس دماهای شروع تشکیل بینیت (B_s= ٤٧٠^oC) و شروع تشکیل مارتنزیت (M_s= ۲۸۱^oC) که با استفاده از روابط تجربی [44,45] محاسبه شدند، می‌باشد.

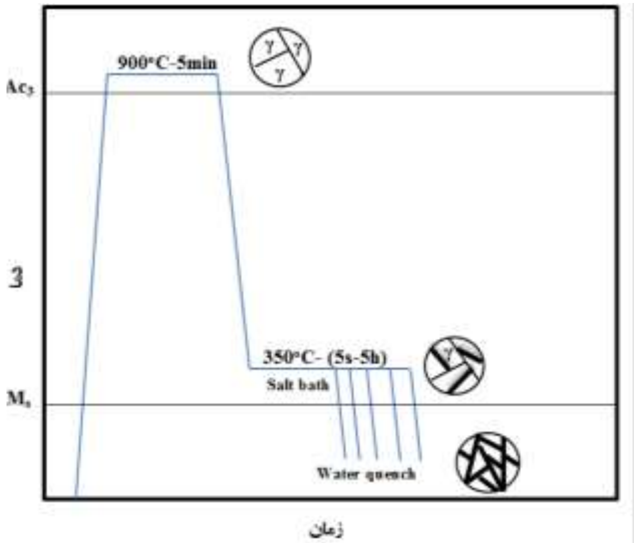
برر سی‌های ریز ساختاری با ا ستفاده از میکرو سکوپ نوری مدل OLYMPUS PMG3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Phenom ProX با ولتاژ ۱۵ kv انجام شد. برای این منظور عملیات آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM E3-01 انجام گردید. در ادامه حکاکی نمونه‌ها با استفاده از محلول لیپرا (نسبت ۱-۱ از محلول‌های پیکرال ٤٪ و آمونیوم پرسولفات ۱٪) به منظور تفکیک سازی فازهای مختلف با ا ستفاده از رنگی‌کردن آنها صورت گرفت. ک سر حجمی فازهای مختلف با ا ستفاده از ت صاویر نوری و نرم‌افزار Clemex محاسبه شد.

به منظور بررسی اثر ریزساختار بر خواص مکانیکی نمونه‌های عملیات حرارتی شده، از آزمون‌های کشش و ماکروسختی سنجی استفاده گردید. نمونه‌های مورد استفاده برای انجام آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E 8M تهیه شدند. در هر یک از شرایط عملیات حرارتی، ۳ نمونه تحت آزمون کشش توسط دستگاه SANTAM مدل STM-150 با سرعت کشش ۱۰mm/min قرار گرفته و میانگین خواص کششی به دست آمده گزارش گردید. اندازه‌گیری سختی در مقیاس ویکرز و با بار اعمالی ۳۰kg انجام شد. اعداد سختی گزارش شده میانگین ۵ اندازه گیری در نقاط مختلف نمونه‌ها می‌باشند.

به منظور سهولت و اختصار، نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط مختلف براساس دمای تشکیل بینیت و مدت زمان نگهداری در این دما به صورت T-t کد گذاری گردیدند. در این کد T نشان‌دهنده دمای تشکیل بینیت برحسب درجه‌سانتی‌گراد و t نشان‌دهنده زمان نگهداری در این دما برحسب ثانیه و یا ساعت می‌باشد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی ورق فولاد مورد استفاده در پژوهش حاضر

عنصر	C	Mn	Si	Cr	S	P	Fe
درصد وزنی	۰/۵۲۹	۰/۷۲۱	۱/۶۷۰	۰/۱۲۰	۰/۰۲۳	۰/۰۲۲	Balance

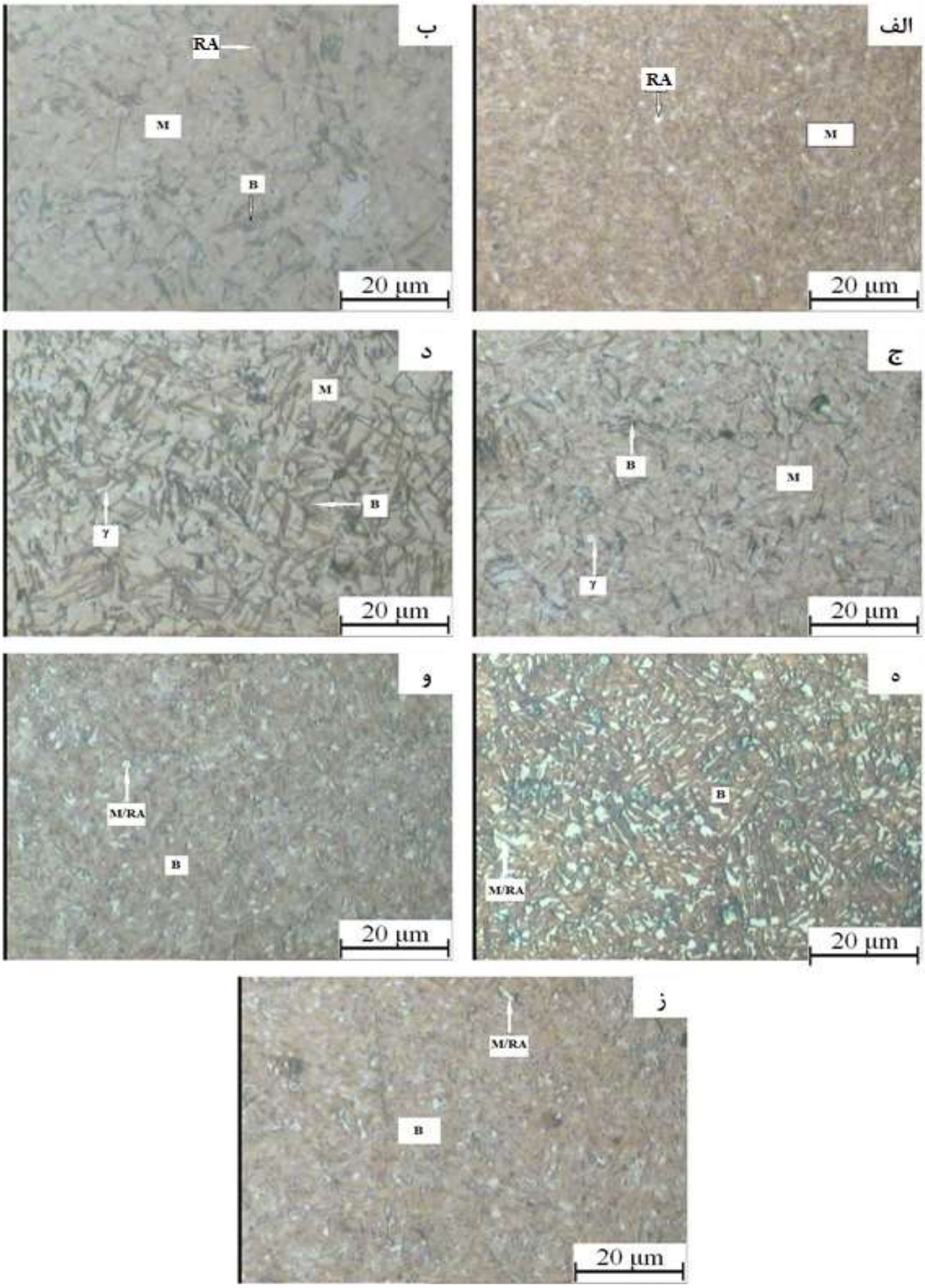


شکل ۱ شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی انجام شده بر روی نمونه‌ها به منظور ایجاد ریزساختارهای حاوی سه فاز بینیت- مارتنزیت- آستنیت باقیمانده

نتایج و بحث

بررسی میکرو ساختاری

مشاهدات میکروساختاری نوری. مثال‌هایی از تصاویر متالوگرافی تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ نوری از نمونه‌های نگهداری شده برای زمان‌های متفاوت در حمام نمک مذاب ۳۵۰°C در شکل (۲) نشان داده شده است. در تصویر (۲-الف) که مربوط به نمونه‌ی ۳۵۰°C-۵s می‌باشد، آستنیت باقیمانده به رنگ سفید براق در زمینه مارتنزیتی قهوه‌ای آشکار شده و تنها ۳/۶ درصد حجمی از ریزساختار را تشکیل می‌دهد. در تصاویر شکل‌های (۲-ب)، (۲-ج) و (۲-د) که مربوط به نمونه‌های ۳۵۰°C-۱۰s، ۳۵۰°C-۳۰s و ۳۵۰°C-۵۰s می‌باشند با گذشت زمان، پیشروی تحول بینیتی در حمام نمک مذاب، آشکار شده و در این شکل‌ها مناطق بینیت، مارتنزیت و جزایر پراکنده آستنیت باقیمانده به ترتیب با رنگ‌های مشکی، قهوه‌ای و سفید نمایان شده‌اند. در نمونه ۳۵۰°C-۱۰s (شکل ۲-ب) آثاری از تشکیل مناطق سیاه رنگ بشقابی شکل بینیت مشاهده می‌شود؛ که با نگهداری زمان‌های طولانی‌تر، این نواحی بشقابی شکل بینیت از ۸/۵ درصد حجمی برای زمان ۱۰ ثانیه (شکل ۲-ب) تا ۳۶/۲ درصدحجمی برای زمان ۵۰ ثانیه (شکل ۲-د) افزایش یافته است. شایان ذکر است بررسی‌های انجام شده توسط یوکی و همکارانش [36] نیز نشان داده است که حضور سیلیسیم سبب می‌شود بینیت با مورفولوژی بشقابی شکل رشد کند که در تصاویر تحقیق حاضر نیز این موضوع تایید می‌گردد. از سویی با افزایش مدت زمان نگهداری در حمام نمک مذاب ۳۵۰°C، کربن از نواحی بینیتی به داخل آستنیت اولیه، نفوذ کرده و لذا کربن آن افزایش می‌یابد. افزایش محتوای کربن فاز آستنیت سبب کاهش دمای شروع تحول مارتنزیتی (M_s) شده و بنابراین مقادیر بالایی آستنیت باقیمانده در میکروساختار تشکیل و مشاهده می‌شود. لذا در تصویر (۲-ه) (نمونه ۳۵۰°C-۲۰۰s)، مناطق قهوه‌ای روشن، فاز بینیت و جزایر پراکنده سفید رنگ، مخلوطی از فازهای مارتنزیت و آستنیت باقیمانده (Austenite: M/RA Martensite/Retained) می‌باشند.



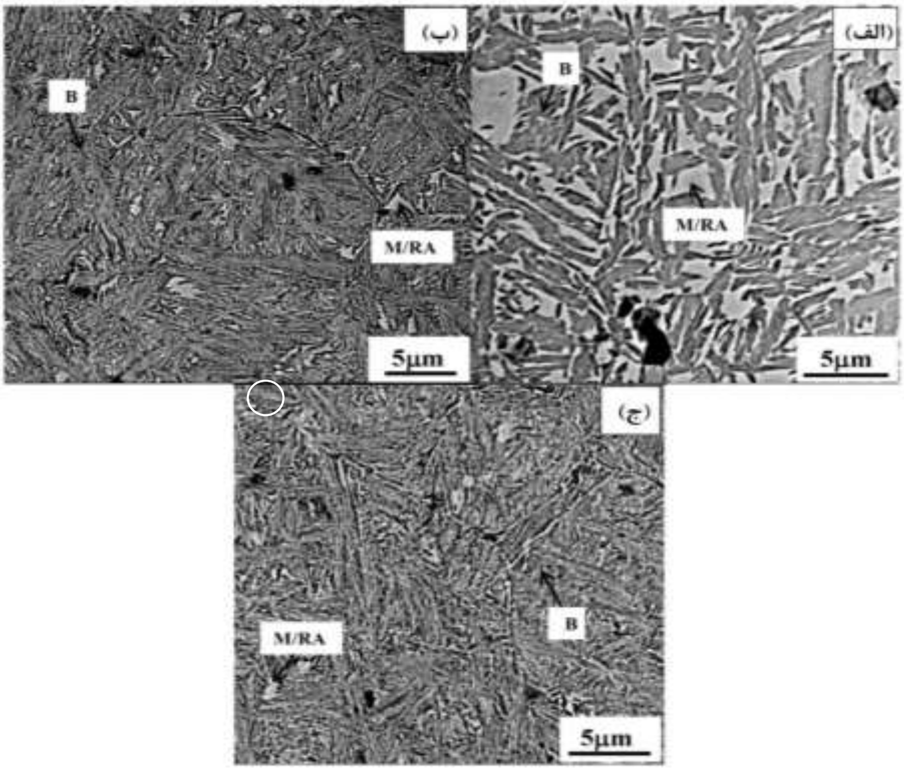
شکل ۲ تصاویر میکروسوپ نوری از نمونه‌های: الف) ۳۵۰°C–۵s، ب) ۳۵۰°C–۱۰s، ج) ۳۵۰°C–۳۰s، د) ۳۵۰°C–۵۰s، ه) ۳۵۰°C–۲۰۰s، و) ۳۵۰°C–۶۰۰s، ز) ۳۵۰°C–۱h

جدول ۲ تغییرات درصد حجمی فازهای مختلف بر حسب مدت زمان نگهداری در حمام نمک ۳۵۰ºC

کد نمونه	آستنیت باقیمانده	بینیت	مارتنزیت	مارتنزیت/آستنیت باقیمانده
۳۵۰˚C–۵s	۳/٦	–	۹٦/٤	–
۳۵۰˚C–۱۰s	٤/۵	۸/۵	۸۷	–
۳۵۰˚C–۳۰s	۳/٤	۲۰/۵	۷٦/۱	–
۳۵۰˚C–۵۰s	۳/۷	۳٦/۲	٦۰/۱	–
۳۵۰˚C–۲۰۰s	–	۵٦/۸	–	٤۳/۲
۳۵۰˚C–۳۰۰s	–	۷۲/۵	–	۲۷/۵
۳۵۰˚C–٦۰۰s	–	۹۳/۳	–	٦/۷
۳۵۰˚C–۱h	–	۹٦/۲	–	۳/۸

نتایج آنالیز این تصاویر نشان داد در این نمونه (نمونه ۳۵۰˚C–۲۰۰s) به ترتیب ۵٦/۸ و ٤۳/۲ درصد حجمی بینیت و مخلوط مارتنزیت/آستنیت باقیمانده تشکیل شده است. با نگهداری زمان‌های طولانی‌تر از ۲۰۰ ثانیه در حمام نمک مذاب و پیشروی تحول تشکیل بینیت، نواحی سفید رنگ مخلوط فازهای مارتنزیت/آستنیت باقیمانده به شدت کاهش یافته و بر مقدار بینیت افزوده می‌شود. لذا درصد حجمی بینیت در نمونه‌های ۳۵۰˚C–٦۰۰s و ۳۵۰˚C–۱h (شکل‌های ۲–و و ۲–ز) به ترتیب به مقادیر ۹۳/۳ و ۹٦/۲ درصد افزایش و درصد حجمی جزایر مخلوط فازهای مارتنزیت/آستنیت باقیمانده به ٦/۷ و ۳/۸ درصد کاهش یافته است. درصد حجمی فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در شرایط مختلف عملیات حرارتی جهت مقایسه بهتر در جدول (۲) ارائه شده‌اند.

مشاهدات میکروساختاری الکترونی. به منظور بررسی جزییات بیشتر ریزساختاری نمونه‌ها، از میکروسکوپ الکترونی روبشی با بزرگ‌نمایی‌های بالاتر استفاده شد. مثال‌هایی از تصاویر میکروسکوپی حاصل از الکترون‌های برگشتی (BSE=Back Scattered Electrons) برای نمونه‌های ۳۵۰˚C–۲۰۰s، ۳۵۰˚C–۱h و ۳۵۰˚C–۵h در شکل (۳) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در مدت زمان ۲۰۰ ثانیه ریزساختار ایجاد شده شامل نواحی خاکستری تیره رنگ بینیت (B) و جزایر پراکنده و بلوکی شکل مارتنزیت/آستنیت باقیمانده (M/RA) می‌باشد که به رنگ خاکستری روشن آشکار شده است. از سوی دیگر بررسی تصویر (۳–ب) مربوط به نمونه ۳۵۰˚C–۱h نشان می‌دهد که اولا نوارهای نازک آستنیت باقیمانده سبب تفکیک‌سازی کریستال‌های بینیتی شده‌اند که ضخامت بسیار کمی دارند. ثانیا تحول تشکیل بینیت در این ریزساختار نسبت به زمان ۲۰۰ ثانیه گسترش بیشتری یافته و بنابراین بلوک‌های مارتنزیت/آستنیت باقیمانده کم‌تری در ریزساختار مشاهده می‌شود؛ و ثالثا مقایسه تصاویر (۳–ب) با (۳–الف) نشان می دهد که در ریزساختار نمونه ۳۵۰˚C–۱h، کریستال‌های بینیت ریزتری از فاز آستنیت اولیه غنی از کربن تشکیل شده و توزیع ظریف‌تری از فازها مشاهده می‌گردد. این کریستال‌های نازک بینیت تشکیل شده در ریزساختار سبب پارتیشن‌بندی فاز آستنیت اولیه گردیده و به دنبال آن ساختار بسیار ریزتری حاصل شده است. همانگونه که در شکل (۳–ج) مربوط به نمونه ۳۵۰˚C–۵h مشاهده می‌شود اجزای ریزساختارها بسیار ظریف و ریز بوده و همچنان جزایرکوچک مارتنزیت/آستنیت باقیمانده وجود داشته و به چشم می‌خورند.



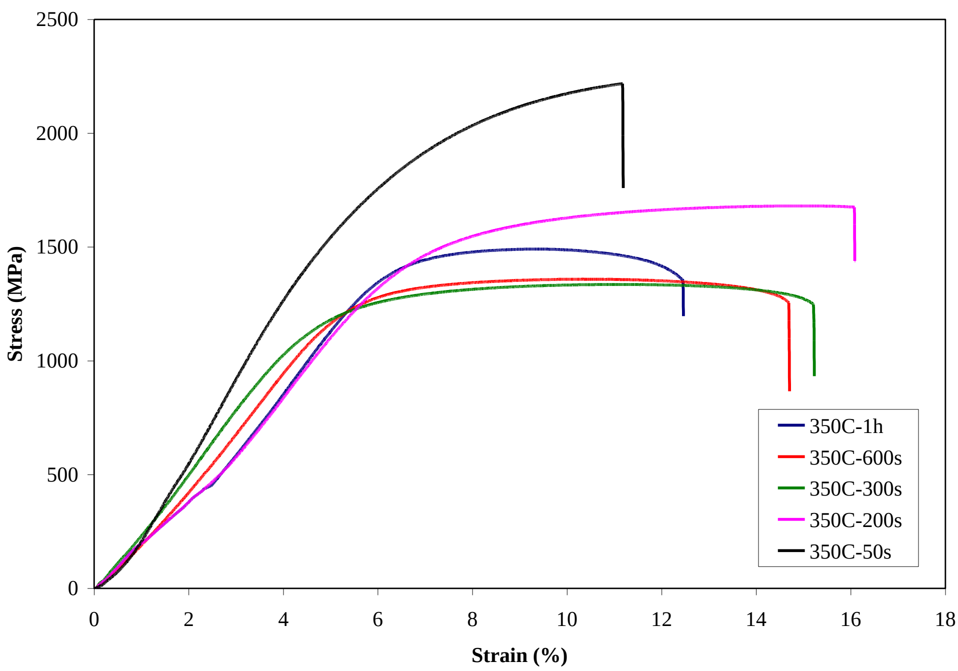
شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از الکترون‌های برگشتی برای نمونه‌ها در شرایط:
الف) ۳۵۰°C–۲۰۰s، ب) ۳۵۰°C–۱h و ج) ۳۵۰°C–۵h

بررسی خواص مکانیکی

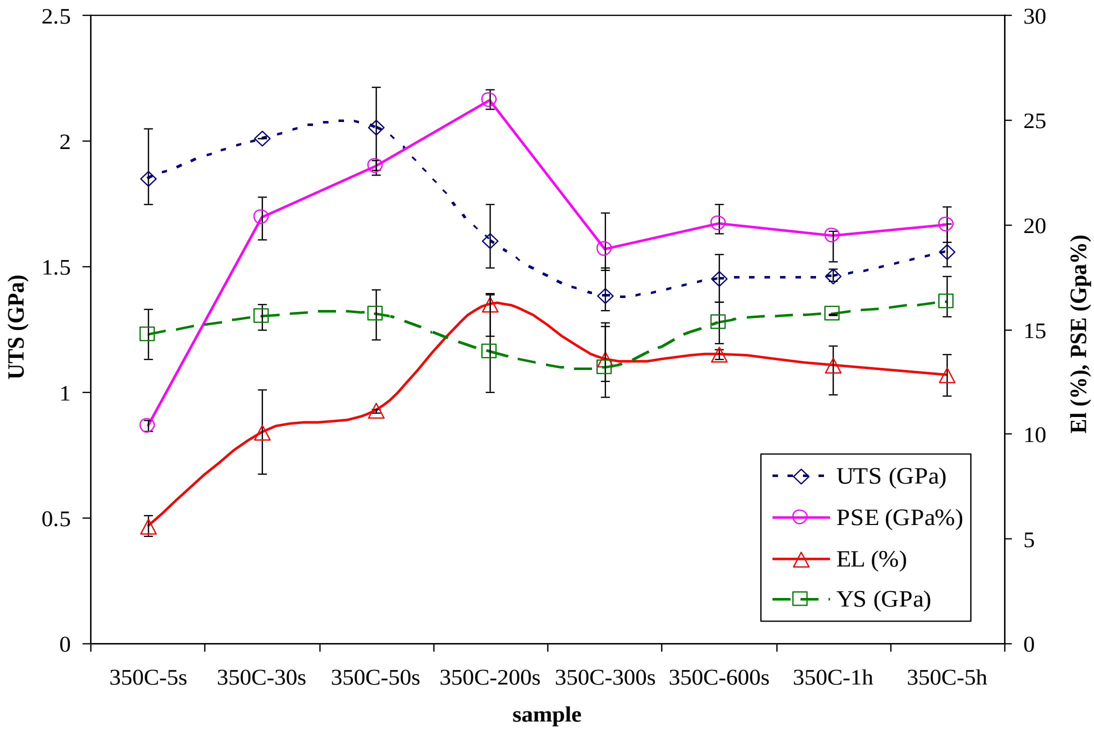
اندازه‌گیری خواص کششی. تعدادی از نمودارهای تنش–کرنش مهندسی و همچنین تغییرات داده‌های خواص مکانیکی حاصل از آزمون کشش نمونه‌های تهیه شده در شرایط مختلف عملیات حرارتی در شکل‌های (٤) و (٥) نشان‌داده شده اند. همانطور که در شکل (٥) مشاهده می‌شود، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه‌ها به ترتیب در محدوده ١٣٨٦ تا ٢٠٥٢MPa و ٥/٦ تا ١٦/٢٪ قرار گرفته که این اعداد در منطقه بالایی محدوده خواص مکانیکی تعریف شده برای نسل سوم فولادهای پیشرفته استحکام بالا قرار می‌گیرند [13]. بررسی تغییرات استحکام کششی ارائه شده در شکل ٥ نشان می‌دهد که در ابتدا و با افزایش مدت زمان نگهداری در حمام نمک مذاب ۳۵۰ºC از۵ تا ۵۰ ثانیه استحکام کششی از ۱۸۵۰ تا ۲۰۵۲MPa افزایش و سپس تا ۱۳۸٦MPa در زمان ۳۰۰ ثانیه کاهش و مجددا با افزایش زمان نگهداری تا یک ساعت به طور غیر منتظره‌ای تا مقدار ١٤٦٠MPa افزایش یافته و تقریبا در این مقدار تثبیت می‌گردد. همچنین مقایسه نتایج درصد ازدیاد طول (شکل ٥) روند تقریبا معکوسی را نسبت به تغییرات استحکام کششی از خود نشان می‌دهد که مورد انتظار است. این روند شامل افزایش درصد ازدیاد طول از ٥/٦ تا ١٦/٢ درصد برای زمان‌های ٥ تا ٢٠٠ ثانیه و سپس کاهش آن به مقدار ١٣/٦ درصد در زمان ٣٠٠ ثانیه می‌باشد و سپس در زمان‌های طولانی‌تر تقریبا در این مقدار ثابت باقی می‌ماند. از سوی دیگر بررسی تغییرات حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول (Product of Strength and Elongation: PSE) نشان می‌دهد که بهترین رفتار کششی در نمونه ۳۵۰°C–۲۰۰s مشاهده شده و میزان آن ۲۵/۹ GPa% می‌باشد. استحکام تسلیم این نمونه‌ها نیز رفتاری مشابه با استحکام کششی از خود نشان می‌دهد، به این صورت که ابتدا استحکام تسلیم افزایش و بیشترین میزان در نمونه ۳۵۰°C–۵۰s به مقدار ۱۳۱۰MPa مشاهده می‌شود. با افزایش مدت زمان نگهداری

در حمام نمک مذاب تا زمان ۳۰۰ ثانیه استحکام تسلیم به مقدار ۱۰۹۵MPa در نمونه ۳۵۰˚C–۳۰۰s کاهش یافته و در زمان‌های طولانی‌تر مجددا افزایش و در نهایت به میزان ۱۳۵۰MPa در نمونه ۳۵۰˚C–۵h رسیده است.

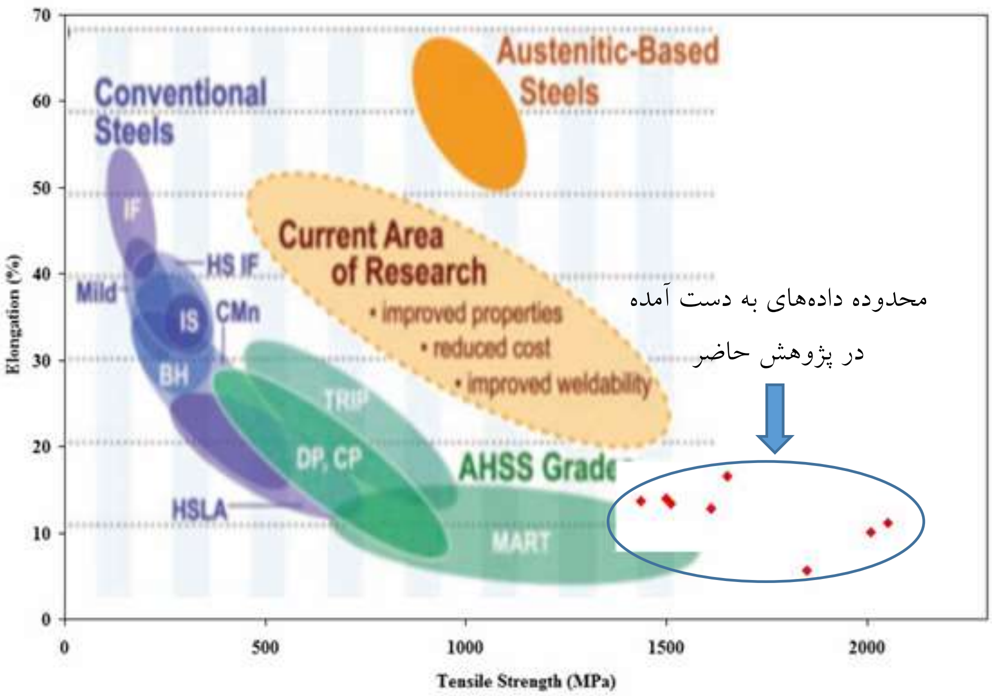
نتایج خواص مکانیکی (شکل‌های ٤ و ٥) نشان می‌دهد که بیشترین استحکام کششی در نمونه‌های ۳۵۰˚C–۵۰s اتفاق افتاده است. این بیشینه استحکام کششی در اثر تشکیل ریزساختارهای میکروکامپوزیتی سه فازی شامل ٦۰/۱ درصد حجمی فاز سخت مارتنزیت، ٣٦/٢ درصد بینیت فوق اشباع از کربن کارسخت شده و ٣/٧ درصد آستنیت باقیمانده نرم فرم‌پذیر است (شکل ۲–د و جدول ۲). در این ریزساختارها فازهای سخت مارتنزیت و بینیت نقش استحکام بخشی را بازی کرده و فاز نرم آستنیت باقیمانده باعث کند شدن شیوع و رشد ترک در نمونه‌های کششی می‌شوند. ایجاد میکروساختارهای بسیار ریز (شکل‌های ۲ و ۳) از یک طرف و برهمکنش فازهای مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقیمانده از سوی دیگر موجب حصول یک مجموعه شگرف و غیرمنتظره‌ای از خواص کششی شامل ٥/٦ تا ١٦/٢ درصد ازدیاد طول همراه با ١٣٨٦ تا ۲۰٥۲MPa استحکام کششی شده است. ریز بودن میکروساختارها به حدی است که تقریبا با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری نمی‌توان جزئیات دقیق میکروفازها را مشخص نمود و برای این منظور حتما بایستی از تصاویر میکروسکوپ الکترونی با حداقل بزرگنمایی ۱۵۰۰ تا ۲۰۰۰ برابر (تصاویر شکل ۳) استفاده شود. در ادامه برای روشن شدن بیشتر این موضوع، مقادیر خواص مکانیکی به دست آمده در این پژوهش با خواص کششی فولادهای نسل سوم استحکام بالا و دیگر فولادهای پیشرفته در شکل (٦) مقایسه شده است. همانگونه که مشاهده می‌گردد مقادیر استحکام کششی به طور شگرفی بیش از مقادیر استحکام کششی انواع مختلف فولادها بوده و در منطقه بالایی محدوده استحکام کششی فولادهای نسل سوم استحکام بالا قرار می‌گیرند.



شکل ٤ نمودارهای تنش مهندسی–کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک مذاب ۳۵۰ºC در مدت زمان‌های بین ۵۰s تا ۱h



شکل ٥ نمودار تغییرات استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول برحسب مدت زمان نگه‌داری در حمام نمک مذاب ۳۵۰°C



شکل ٦ مقایسه داده‌های حاصل از این پژوهش با مقادیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول گزارش شده برای نسل‌های مختلف از فولادهای استحکام بالای پیشرفته [13]

رفتار نامتعارف در روند تغییرات استحکام کششی نمونه‌های نگهداری شده در حمام نمک مذاب (شکل ۵) را می‌توان بر اساس نوع و مورفولوژی میکروفازهای به وجود آمده و مقادیر آن‌ها در ریزساختارهای نهایی توجیه نمود. همانطور که اشاره شد پیک بیشینه استحکام کششی در نمونه‌های ۳۵۰˚C-۵۰s مشاهده شد که این امر به دلیل حضور و برهمکنش فازهای ظریف و بسیار ریز شامل ٦۰/۱ درصد حجمی مارتنزیت، ٣٦/٢ درصد بینیت و ٣/٧ درصد آستنیت باقیمانده می‌باشد. در زمان‌های نگهداری طولانی‌تر از ۵۰s، به دلیل پیشروی تحول بینیتی و افزایش کسر فاز بینیت و در نتیجه کاهش مقدار مارتنزیت در نمونه‌ها، استحکام کششی کاهش یافته و در نمونه‌های ۳۵۰˚C-۳۰۰s -که حاوی ٧٢/٥ درصد حجمی فاز بینیت و مابقی جزایر پراکنده مارتنزیت/آستنیت باقیمانده می‌باشد- به کمترین مقدار خود یعنی ۱۳۸٦MPa رسیده است. سپس با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب تا ۱ ساعت، علی‌رغم افزایش درصد فاز بینیت به ٩٦/٢ درصد حجمی، استحکام کششی مجددا افزایش و به مقدار ۱٤٦۰MPa می‌رسد. این امر می‌تواند به دلیل تغییر در مورفولوژی آستنیت باقیمانده از جزایر بلوکی شکل به نوارهای بسیار نازک باشد. به عبارتی همانگونه که در شکل (۳-ب) ملاحظه می‌شود نوارهای آستنیت باقیمانده در میکروساختار نمونه ۳۵۰˚C-۱h تشکیل و گسترش یافته به نحوی که این نوارها از یک طرف اثر TRIP را تشدید نموده و از طرف دیگر چون فاز نرم می‌باشند مانع از رشد ترک شده و در نهایت موجب افزایش استحکام می‌گردند. در ادامه مشاهده می‌شود استحکام کششی با افزایش زمان نگهداری تا 5h تغییر چندانی از خود نشان نداده که این امر به دلیل تکمیل و عدم پیشروی بیشتر فرآیند تحول بینیتی در این دما و در نتیجه عدم تغییر در میکروساختار با افزایش زمان نگه‌داری تا 5h می‌باشد (شکل‌های ۳-ب و ۳-ج).

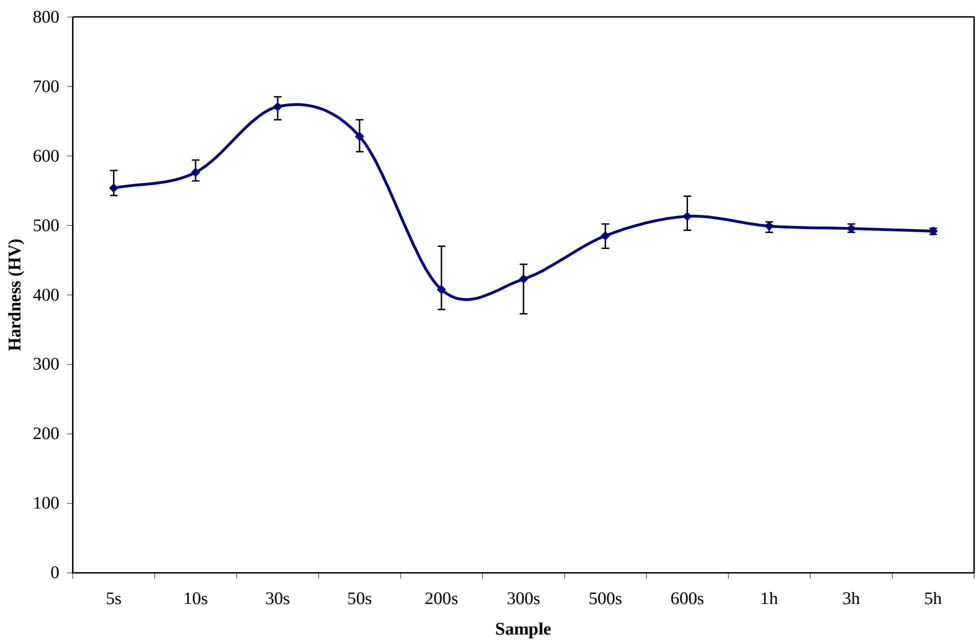
از سوی دیگر مشاهده نمودارهای تنش- کرنش مهندسی ارائه شده در شکل (٤) نشان می‌دهد تمام نمونه‌ها رفتار تسلیم پیوسته دارند. این رفتار در نتیجه‌ی وجود چگالی بالایی از نابجایی‌های متحرک است که در مرحله پایانی و حین تحول مارتنزیتی در نواحی آستنیت باقیمانده مجاور بینیت به وجود آمده‌اند [2,37]. همچنین بررسی تغییرات استحکام تسلیم با زمان نگهداری در حمام نمک مذاب، روندی مشابه با تغییرات استحکام کششی را از خود نشان می‌دهد. به عبارتی استحکام تسلیم در زمان نگهداری ۵۰s بیشینه مقدار ۱۳۱۰MPa را داشته و با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب تا ۳۰۰s به دلیل پیشروی تحول بینیتی و در نتیجه کاهش مقدار مارتنزیت، به کمترین مقدار خود یعنی ۱۰۹۵MPa می‌رسد. سپس با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها به بیش از ۳۰۰s، استحکام تسلیم مجددا افزایش یافته که این امر می‌تواند به دلیل تشکیل نانوبینیت ایجاد شده از فاز آستنیت اولیه غنی شده از کربن باشد [15,16]. این بدان معناست که در زمان‌های طولانی‌تر از ۳۰۰s نفوذ بیشتری از عناصر به داخل آستنیت اولیه صورت گرفته و این فاز غنی از کربن می‌گردد. لذا با افزایش مقدار کربن آستنیت اولیه، نیروی برشی برای تشکیل کریستال‌های ضخیم بینیت افزایش یافته و در نتیجه شرایط برای تشکیل آن‌ها سخت تر شده و بنابراین کریستال‌های نازک‌تری از بینیت تشکیل می‌شود که به نانوبینیت موسوم می‌باشند. ریزساختارهای نانوبینیتی که حاوی فصل مشترک‌های کریستالی بیشتری هستند از لغزش نابجائی‌ها جلوگیری نموده و موجب افزایش مجدد استحکام تسلیم در زمان‌های طولانی‌تر می‌شوند.

در نهایت بررسی کلی نمودارهای تنش-کرنش مهندسی شکل (٤) و خواص کششی نشان داده شده در شکل (۵) مؤید این مطلب است خواص مکانیکی بهینه که با حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول سنجیده می‌شود و معیاری از چقرمگی قبل از نقطه شکست می‌باشد، در نمونه‌های ۳۵۰˚C-۲۰۰s اتفاق می‌افتد. ریزساختار این نمونه شامل ٥٦/٨ درصد حجمی بینیت و ٤٣/٢ درصد

حجمی مخلوط فازهای مارتنزیت/آستنیت باقیمانده (جدول ۲) بوده که اولا خود این مقادیر از فازها موجب می‌شوند که یک فولاد میکروکامپوزیتی با استحکام بالا تشکیل شود. در ثانی حضور فاز آستنیت باقیمانده نرم در مجاورت مارتنزیت و بینیت در این نمونه‌ها از رشد ترک ممانعت کرده و از سوب دیگر آستنیت باقیمانده به واسطه اثر TRIP حین آزمون کشش می‌تواند به مارتنزیت تبدیل گردیده و بنابراین استحکام کششی بالا در کنار ازدیاد طول مطلوب را سبب شود.

بررسی ماکروسختی‌سنجی

داده های ماکروسختی‌سنجی در مقیاس ویکرز برای نمونه‌های تهیه شده در شرایط مختلف عملیات حرارتی در شکل (۷) نشان داده شده است. بررسی این نتایج نشان می‌دهد که تغییرات سختی بر حسب زمان نگهداری در حمام نمک مذاب نیز همانند تغییرات استحکام کششی و استحکام تسلیم بوده و روندی غیرمعمول شامل یک پیک بیشینه و سپس یک پیک کمینه است. سختی نمونه‌ها با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب از ۵ تا ۳۰ ثانیه از ۵۵۳ تا ۶۷۱HV_{30kg} افزایش و سپس به مقدار ۴۰۷ در زمان ۲۰۰ ثانیه کاهش و مجددا در زمان‌های طولانی‌تر یک ساعت به مقدار ۵۱۳HV_{30kg} افزایش می‌یابد. به عبارتی پیک بیشینه حول زمان ۳۰ ثانیه اتفاق افتاده که مقدار سختی آن برابر با ۶۷۱HV_{30kg} و پیک کمینه در اطراف زمان ۲۰۰ ثانیه بوده که مقدار سختی آن برابر با ۴۰۷HV_{30kg} است. پیک بیشینه سختی به دلیل حضور ۲۰/۵ درصد فاز بینیت کرنش سخت شده، ۷۶/۱ درصد مارتنزیت و ۳/۴ درصد آستنیت باقیمانده می‌باشد. از سوی دیگر کمینه سختی در نمونه‌های ۳۵۰°C-۲۰۰s مربوط به حضور درصد بالای آستنیت باقیمانده که یک فاز نرم است در کنار فازهای سخت و ضربه‌پذیر بینیت و مارتنزیت می‌باشد. همانگونه که در قسمت بررسی خواص مکانیکی در خصوص استحکام تسلیم نیز اشاره شد افزایش مجدد سختی در زمان‌های طولانی‌تر تا 1h به دلیل تشکیل ریزساختارهای نانوبینیتی است.



شکل ۷ منحنی تغییرات ماکروسختی نمونه‌های نگه‌داری شده در حمام نمک مذاب ۳۵۰°C برحسب مدت زمان نگه‌داری

نتیجه‌گیری

نتایج حاصل از اعمال پروسه‌های عملیات حرارتی بر روی خواص مکانیکی و تغییرات ریز ساختاری فولاد کم‌آلیاژ فنر حاوی ۰/۵%wt C- ۱/۷%wt Si نشان داد که با انجام عملیات حرارتی آستنیته کردن در دمای ۹۰۰°C و سپس انتقال و نگهداری در حمام نمک مذاب با دمای ۳۵۰°C، می‌توان ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل مخلوطی از فازهای مارتنزیت- بینیت- آستنیت باقیمانده ایجاد نمود. بررسی خواص مکانیکی این نمونه‌ها اثبات نمود که استحکام کششی ریزساختارهای توسعه یافته در محدوده ۱۳۸٦ تا ۲۰۵۲MPa قرار گرفته که در بالای محدوده استحکام کششی گزارش شده برای فولادهای پیشرفته استحکام بالا نسل سوم قرار دارند. تغییرات استحکام کششی با زمان نگهداری در حمام نمک مذاب شامل یک مقدار بیشینه در زمان ۵۰ ثانیه و برابر با ۲۰۵۲MPa و یک مقدار کمینه در زمان ۳۰۰ ثانیه و برابر با ۱۳۸٦MPa می‌باشد. بیشینه مقدار استحکام کششی در اثر تشکیل ریزساختار میکروکامپوزیتی شامل ۳٦/۲ درصد حجمی بینیت در کنار ٦۰/۱ درصد مارتنزیت و ۳/۷ درصد آستنیت باقیمانده است. مقدار کمینه استحکام به دلیل کاهش مقدار مارتنزیت و آستنیت باقیمانده به ۲۷/۵ درصد حجمی و افزایش مقدار بینیت فقیر شده از کربن به مقدار ۷۲/۵ درصد حجمی می‌باشد.

از طرفی ماکروسختی نمونه‌های فولادی نگهداری شده در حمام نمک ۳۵۰°C در محدوده ٤۰۷ تا ٦۷۱HV_{30kg} اندازه‌گیری شد و همانند تغییرات استحکام کششی، روندی غیرمعمول شامل یک پیک بیشینه حول زمان ۳۰ ثانیه و برابر با ٦۷۱HV_{30kg} و سپس یک پیک کمینه در اطراف زمان ۲۰۰ ثانیه و برابر با ٤۰۷HV_{30kg} از خود نشان داد. پیک بیشینه سختی در اثر حضور به ترتیب ۷٦/۱ و ۲۰/۵ درصد حجمی مارتنزیت و بینیت فوق اشباع از کربن و کارسخت شده می‌باشد. کمینه سختی در نمونه‌های ۲۰۰ ثانیه عملیات حرارتی شده در اثر افزایش مقدار آستنیت باقیمانده و کاهش مقدار مارتنزیت است. به علاوه بهترین رفتار مکانیکی با بیشینه حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول (PSE) برابر با ۲۵/۹GPa% و برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک مذاب با دمای ۳۵۰°C به مدت زمان ۲۰۰ ثانیه با ریزساختار میکروکامپوزیتی سه فازی بینیت–مارتنزیت– آستنیت باقیمانده به دست آمد.

مراجع

1. Abbasi, E., Rainforth, W.M., "Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 651, pp. 822–830, (2016).
2. Yan, S., Liu, X., Liu, W.J., Liang, T., Zhang, B., Liu, L., "Materials Science & Engineering A Comparative study on microstructure and mechanical properties of a C-Mn- Si steel treated by quenching and partitioning (Q & P) processes after a full and intercritical austenitization", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 684, pp. 261–269, (2017).
3. Gao, G., Zhang, H., Tan, Z., Liu, W., Bai, B., "Materials Science & Engineering A A carbide-free bainite / martensite / austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching – partitioning – tempering process", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 559, pp. 165–169, (2013).
٤. کلانتر, آ.س.م.س.ق.ب.م., "بررسی تحولات فازی و ریزساختارها در یک فولاد میکروآلیاژی حاوی Ti و Nb به روش‌های دیلاتومتری و متالوگرافی", نشریه مهندسی متالورژی و مواد, Vol. 1, pp. 99–107, (۱۳۹۵).
5. Liu, Y., Shi, L., Liu, C., Yu, L., Yan, Z., Li, H., "Effect of step quenching on microstructures and mechanical properties of HSLA steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 675, pp. 371–378, (2016).

6. Bakhtiari, R., Ekrami, A., "The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 525, pp. 159–165, (2009).
7. Radwa ski, K., Wro yna, A., Kuziak, R., "Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, pp. 567–574, (2015).
8. Aydin, H., Essadiqi, E., Jung, I.-H., Yue, S., "Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 564, pp. 501–508, (2013).
9. Shterner, V., Molotnikov, A., Timokhina, I., Estrin, Y., Beladi, H., "A constitutive model of the deformation behaviour of twinning induced plasticity (TWIP) steel at different temperatures", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 613, pp. 224–231, (2014).
10. Moor, E. De, Speer, J.G., Matlock, D.K., Kwak, J.-H., Lee, S.-B., "Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels", ISIJ International, Vol. 51, pp. 137–144, (2011).
11. Tsipouridis, P., "Mechanical properties of Dual-Phase steels", PhD thesis,pp. 122, (2006).
12. Li, W., Gao, H., Li, Z., Nakashima, H., Hata, S., Tian, W., "Effect of lower bainite/martensite/retained austenite triplex microstructure on the mechanical properties of a low-carbon steel with quenching and partitioning process", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials,* Vol. 23, pp. 303–313, (2016).
13. Santofimia, M.J., Van Bohemen, S.M.C., Sietsma, J., "Combining bainite and martensite in steel microstructures for light weight applications", *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*, Vol. 113, pp. 143–148, (2013).
14. Katsumata, M., Ishiyama, O., Inoue, T., Tanaka, T., "Microstructure and mechanical properties of bainite containing martensite and retained austenite in low carbon HSLA steels", *Materials Transactions, JIM*, Vol. 32, pp. 715–728, (1991).
15. Maheswari, N., Chowdhury, S.G., Hari Kumar, K.C., Sankaran, S., "Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 600, pp. 12–20, (2014).
16. Xuejun, L.I.H.J.I.N., "Microstructure and Mechanical Properties of 50SiMnNiNb Steel by a Novel Quenching-Partitioning-Austempering Heat Treatment", *Chinese Journal of Mechanical Engineering,* Vol. 22, pp. 1, (2009).
17. Abbaszadeh, K., Saghafian, H., Kheirandish, S., "Effect of Bainite Morphology on Mechanical Properties of the Mixed Bainite-martensite Microstructure in D6AC Steel", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 28, pp. 336–342, (2012).
18. Abbaszadeh, K., Kheirandish, S., Saghafian, H., "The effect of lower bainite volume fraction on tensile and impact properties of D6AC medium carbon low alloy ultrahigh strength steel", *Iran. J. Mater. Sci. Eng*, Vol.

7, pp. 31–38, (2010).

19. Meigui, O., Chunlin, Y., Jie, Z., Qifan, X., Huina, Q., "Influence of Cr content and QPT process on the microstructure and properties of cold-coiled spring steel", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 697, pp. 43–54, (2017).
20. Traint, S., Pichler, A., Hauzenberger, K., Stiaszny, P., Werner, E., "Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP steels", *steel research international*, Vol. 73, pp. 259–266, (2002).
21. Hironaka, S., Tanaka, H., Matsumoto, T., "Effect of Si on mechanical property of galvannealed dual phase steel", Trans Tech Publ, (2010).
22. Drumond, J., Girina, O., da Silva Filho, J.F., Fonstein, N., de Oliveira, C.A.S., "Effect of silicon content on the microstructure and mechanical properties of dual-phase steels", *Metallography, Microstructure, and Analysis,* Vol. 1, pp. 217–223, (2012).
23. Kim, B., Sietsma, J., Santo, M.J., " The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite / austenite microstructures", *Materials & Design,* Vol. 127, pp. 336–345, (2017).
24. Hell, J.-C., Dehmas, M., Allain, S., Prado, J.M., Hazotte, A., Chateau, J.-P., "Microstructure properties relationships in carbide-free bainitic steels", *ISIJ international*, Vol. 51, pp. 1724–1732, (2011).
25. Edmonds, D., Matlock, D., Speer, J., "The recent development of steels with carbide-free acicular microstructures containing retained austenite", La Metallurgia Italiana, (2011).
26. Caballero, F.G., Miller, M.K., Garcia-Mateo, C., "Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 146, pp. 50–57, (2014).
27. Xie, Z.J., Han, G., Zhou, W.H., Zeng, C.Y., Shang, C.J., "Study of retained austenite and nano-scale precipitation and their effects on properties of a low alloyed multi-phase steel by the two-step intercritical treatment", *Materials Characterization,* Vol. 113, pp. 60–66, (2016).
28. Mandal, G., Ghosh, S.K., Bera, S., Mukherjee, S., "Effect of partial and full austenitisation on microstructure and mechanical properties of quenching and partitioning steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 676, pp. 56–64, (2016).
29. Yan, S., Liu, X., Liu, W.J., Wu, H., "Comparison on mechanical properties and microstructure of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) and quenching and", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 620, pp. 58-66, (2014).
30. Hao, Q., Qin, S., Liu, Y., Chen, N., Huang, W., Rong, Y., " Effect of retained austenite on the dynamic tensile behavior of a novel quenching-partitioning-tempering martensitic steel", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 662, pp. 16-25, (2016).
31. Li, H.Y., Lu, X.W., Wu, X.C., Min, Y.A., Jin, X.J., "Bainitic transformation during the two-step quenching

and partitioning process in a medium carbon steel containing silicon", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, pp. 6255–6259, (2010).

32. Varshney, A., Sangal, S., Pramanick, A.K., Mondal, K., "Microstructural evidence of nano-carbides in medium carbon high silicon multiphase steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 708, pp. 237–247, (2017).
33. Luo, Z.-J., Shen, J.-C., Hang, S.U., Ding, Y.-H., Yang, C.-F., Xing, Z.H.U., "Effect of substructure on toughness of lath martensite/bainite mixed structure in low-carbon steels", *Journal of Iron and Steel Research,* International, Vol. 17, pp. 40–48, (2010).
34. Gao, G., Zhang, H., Gui, X., Luo, P., Tan, Z., Bai, B., "ScienceDirect Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn – Si – Cr – C steel : The great potential of ultrafine filmy retained austenite", *Acta Materialia*, Vol. 76, pp. 425–433, (2014).
35. Zhao, P., Gao, G., Misra, R.D.K., Bai, B., "Materials Science & Engineering A Effect of microstructure on the very high cycle fatigue behavior of a bainite / martensite multiphase steel", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 630, pp. 1–7, (2015).
36. Toji, Y., Matsuda, H., Raabe, D., "Acta Materialia Effect of Si on the acceleration of bainite transformation by pre- existing martensite", *Acta Materialia*, Vol. 116, pp. 250–262, (2016).
37. Abdollah-Zadeh, A., Salemi, A., Assadi, H., "Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite bainite martensite microstructure", *Materials Science and Engineering*: A, Vol. 483, pp. 325–328, (2008).